بررسی رسوب‌گذاری دینامیکی حین تغییر شکل پلاستیک شدید آلیاژ ریختگی AZ91 و تأثیر آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی*

سمیه خانی[۱]　　محمد تقی صالحی[۲]　　حمیدرضا صمیم بنی هاشم[۳]　　محمد رضا ابوطالبی[٤]

چکیده

فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید آلیاژ AZ91 به روش فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان طی دو مرحله، شامل پاس اول تغییر شکل در ۳۵۰ درجه سانتیگراد و اعمال پاس‌های بعدی در دمای ۲۹۰ درجه سانتیگراد صورت گرفت. این فرآیند به طور مؤثری سبب ریزدانه شدن ساختار آلیاژ شد. نتایج بدست آمده نشان داد، در حین تغییر شکل، رسوب‌گذاری دینامیکی به طور همزمان با تبلورمجدد دینامیکی اتفاق می‌افتد و حضور رسوبات در ساختار می‌تواند سبب تقویت تبلورمجدد دینامیکی شود. با توجه به بررسی‌های ریزساختاری، رسوب‌گذاری دینامیکی هنگام عبور از ناحیه برشی تحت تأثیر اعمال کرنش برشی و حضور دانسیته بالای نابجایی‌ها اتفاق می‌افتد. نتایج آزمون کشش در دمای محیط، بهبود همزمان استحکام تسلیم و داکتیلیته آلیاژ پس از فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان را نشان داد.

واژه‌های کلیدی تغییرشکل پلاستیک شدید، فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان، آلیاژ AZ91، تبلور مجدد دینامیکی، رسوب‌گذاری دینامیکی.

Study of Dynamic Precipitation during Severe Plastic Deformation of Cast AZ91 Alloy and Its Influence on Microstructure and Mechanical Properties

S. Khani　　M. T. Salehi　　H. R. Samim　　M. R. Aboutalebi

Abstract

In this study severe plastic deformation was applied to a typical as-cast AZ91 alloy through equal channel angular pressing. The equal channel angular pressing of AZ91 alloy was carried out as a two-step process in which the first equal channel angular pressing pass was conducted at 350°C and the next passes were followed at 290°. The equal channel angular pressing processing could strongly refine the grains. The results showed that dynamic precipitation and dynamic recrystallization occurred simultaneously leading to an enhancement of the recrystallization process. Microstructural investigations indicated that the formation of precipitates starts at shear zone as a result of the large shear strains and high density of dislocations. The analysis of tensile test results showed that the equal channel angular pressing can significantly improve both yield strength and ductility of AZ91 alloy.

Keywords Severe Plastic Deformation, Equal Channel Angular Pressing, AZ91 Alloy, Dynamic Recrystallization, Dynamic Precipitation

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۵/٤/۲۱ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۵/٦/۱۵ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانش آموخته دکتری، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

(۲) دانشیار، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

(۳) استادیار، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

(٤) نویسندهٔ مسئول، استاد، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

Email: mrezab@iust.ac.ir

DOI: 10.22067/ma.v30i2.57423

مقدمه

منیزیم و آلیاژهای آن به علت دانسیته پایین و استحکام ویژه بالا قابلیت استفاده در بخش وسیعی از کاربردهای صنعتی را دارند و بسیار مورد توجه هستند [1]. با وجود پتانسیل بالای این فلز، به دلیل ساختار کریستالی hcp فلز منیزیم و فقدان سیستم‌های لغزشی مستقل کافی در دمای محیط، قابلیت شکل‌پذیری این آلیاژها پایین است. در واقع از آنجا که تنش برشی بحرانی تفکیک شده (Critical Resolved Shear Stress) (CRSS) در صفحات قاعده (Basal Planes) نسبت به صفحات غیرقاعده (Non-Basal Planes) در دمای محیط کمتر است، تغییرشکل پلاستیکی در آلیاژهای منیزیم تقریباً به طور کامل توسط لغزش صفحات قاعده انجام می‌گیرد. اما صفحات قاعده تنها قادر به تأمین دو سیستم لغزشی مستقل بوده و این تعداد مطابق با معیار فون–میزز که حداقل ۵ سیستم لغزشی مسقل برای شروع لغزش مورد نیاز است، کافی نمی‌باشد [2].

از آنجا که یکی از راه‌های بهبود خواص مکانیکی مواد ریزدانه کردن آن‌ها است، فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید (Severe Plastic Deformation) (SPD) با قابلیت ایجاد ساختارهای ریزدانه در مواد مختلف می‌تواند سبب بهبود خواص مکانیکی شود [3]. فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان (ECAP) (Equal Channel Angular Pressing) از متدوالترین روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید به حساب آمده و در سال‌های اخیر بسیار مورد توجه قرار گرفته است. این روش با اعمال کرنش‌های بالا سبب تغییر شکل شدید در نمونه شده بدون اینکه هیچ تغییری در سطح مقطع نمونه ایجاد شود [4].

فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان بر روی آلیاژهای منیزیم در دمای محیط معمولاً منجر به شکست قطعه شده و یا با ایجاد ترک‌های عمیق همراه است، بنابراین فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژهای منیزیم عموماً در دمای بالا انجام می‌گیرد [5]. شکل‌پذیری بهتر آلیاژ منیزیم در دمای بالا به دلیل فعال شدن سیستم‌های لغزشی در صفحات غیرقاعده علاوه بر سیستم‌های لغزشی در صفحه قاعده گزارش شده است. به همین دلیل معمولاً آلیاژهای منیزیم به آلیاژهای سخت کارپذیر معروف هستند [6]. تحقیقات زیادی به منظور رفع مشکلات شکل‌پذیری این آلیاژها از طریق تغییر در پارامترهای آزمایشگاهی و هندسی در فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان انجام گرفته است. یکی از این پارامترها افزایش زاویه قالب است. فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژ اکسترود شده AZ31 در یک قالب با زاویه ۹۰ درجه در دمای ۲۰۰ درجه سانتیگراد منجر به تشکیل ترک شده است در حالی‌که در همین دما افزایش زاویه قالب تا ۱۱۰ درجه موجب شد تا فرآیند بدون هیچ ترکی انجام گیرد [7]. این اثر در مطالعات دیگر نیز مشاهده شده است و علت آن را ناشی از کاهش ناحیه تمرکز برش و گسترش ناحیه تغییر شکل در قسمت برشی گزارش کرده‌اند [6]. کاهش سرعت فرآیند نیز عامل مؤثر دیگر در بهبود شکل‌پذیری آلیاژهای منیزیم به شمار می‌رود و می‌تواند انجام فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان در دمای پایین‌تر را تسهیل نماید [8]. راهکار دیگر برای بهبود کارپذیری آلیاژهای منیزیم استفاده از فشار پشتی در قالب است [9,10]. ژو و همکارانش [9] دستیابی به ساختاری یکنواخت‌تر و با دانه‌هایی ریزتردر آلیاژ AZ31 را از طریق اعمال فشار پشتی گزارش کردند. انجام یک عملیات ترمومکانیکی پیش از فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان نیز از دیگر تدابیر صورت گرفته در راستای افزایش شکل‌پذیری منیزیم و آلیاژهای آن است. در واقع یک عملیات اکستروژن و یا نورد قبل از فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان با فراهم کردن یک ساختار ریزدانه اولیه سبب بهبود در شکل‌پذیری و خواص مکانیکی می‌شود [11-13].

مطالعات انجام شده بر روی تغییر شکل شدید آلیاژهای منیزیم نشان می‌دهد که ریزدانه‌شدن در این آلیاژها از طریق تبلور مجدد دینامیکی و فعال شدن سیستم‌های لغزشی در صفحات قاعده و غیر قاعده اتفاق می‌افتد. فیگیریدو و لنگدان [14] مدلی برای ریزدانه‌شدن منیزیم و آلیاژهای آن طی فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید ارائه دادند. بر اساس مدل پیشنهادی، یک اندازه دانه بحرانی d_c وجود دارد که نقش اصلی در یکنواختی ریزساختار نهایی و مکانیزم حاکم بر ریزدانگی را ایفا می‌کند. در واقع زمانی که اندازه دانه اولیه از اندازه دانه بحرانی بزرگتر باشد، ساختار پس از پاس اول،

دوگانه و به شکل گردن‌بندی تشکیل خواهد شد و در پاس‌های بعدی یکنواخت می‌شود. در حالی‌که نمونه با اندازه دانه اولیه کوچکتر از اندازه بحرانی، تنها پس از یک پاس دارای ساختاری ریزدانه و همگن خواهد بود.

در آلیاژ AZ91 به علت مقدار آلومینیوم بالا، رسوبات $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ در ریزساختار حضور داشته و می‌توانند بر روی ریزساختار نهایی، خواص مکانیکی و مکانیزم تغییرشکل تأثیر بگذارند. حضور دو نوع رسوب پیوسته و ناپیوسته در ساختار آلیاژ AZ91 بسته به نوع عملیات حرارتی و دمای آن گزارش شده است. رسوبات ناپیوسته و لایه‌ای شکل که عمدتاً در نزدیکی مرزدانه‌ها دیده می‌شوند، در دمایی پایین‌تر از ٤٥٠K تشکیل شده و رسوبات کوچکتر پیوسته در دمایی بالاتر از ٦٠٠K ظاهر می‌شوند [15]. یوآن و همکارانش به اتفاق همزمان رسوب‌گذاری و تبلور مجدد دینامیکی حین فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژ AZ91 اشاره کردند. آن‌ها نشان دادند که انجام عملیات پیرسازی پس از فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان می‌تواند منجر به تشکیل کسر حجمی بالایی از رسوبات شده و خواص مکانیکی آلیاژ را بهبود بخشد [16,17]. تشکیل رسوبات کروی شکل به علت اعمال کرنش‌های برشی بزرگ و تمایل رسوبات برای کاهش سطح انرژی نیز در فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژ AZ91 در دو دمای ٥٥٣K و ٦٢٣K مشاهده شده است [18,19]. تأثیر فاز β از طریق مکانیزم استحکام‌دهی از طریق رسوبات به همراه ریزدانگی به عنوان عوامل افزایش استحکام AZ91 پس از فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان معرفی شده‌اند[20].

با توجه به اینکه تحقیقات اندکی در زمینه فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژ AZ91 وجود دارد و عمدتاً تمرکز این تحقیقات بر روی بررسی ریزساختار و مورفولوژی رسوبات بوده است، تحقیق حاضر به بررسی فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژ ریختگی AZ91، با هدف بررسی مکانیزم ریزدانه‌شدن و تأثیر آن بر خواص مکانیکی آلیاژ می‌پردازد. از آنجا که در تحقیق حاضر آلیاژ AZ91 ریختگی با اندازه دانه اولیه درشت استفاده می‌شود، روش جدیدی در انجام فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان بدون نیاز به هیچ‌گونه عملیات ترمومکانیکی پیش از فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان به کار گرفته خواهد شد. در این رویکرد، فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان در دو مرحله دمایی برای جلوگیری از ترک خوردن نمونه و حداقل نگه‌داشتن اثر دما بر رشد دانه انجام می‌شود. مطالعات ریزساختاری، مکانیزیم رسوب‌گذاری و ریزدانه‌شدن همچنین خواص مکانیکی تحت تأثیر فرآیند، از اهداف مطالعه جاری است.

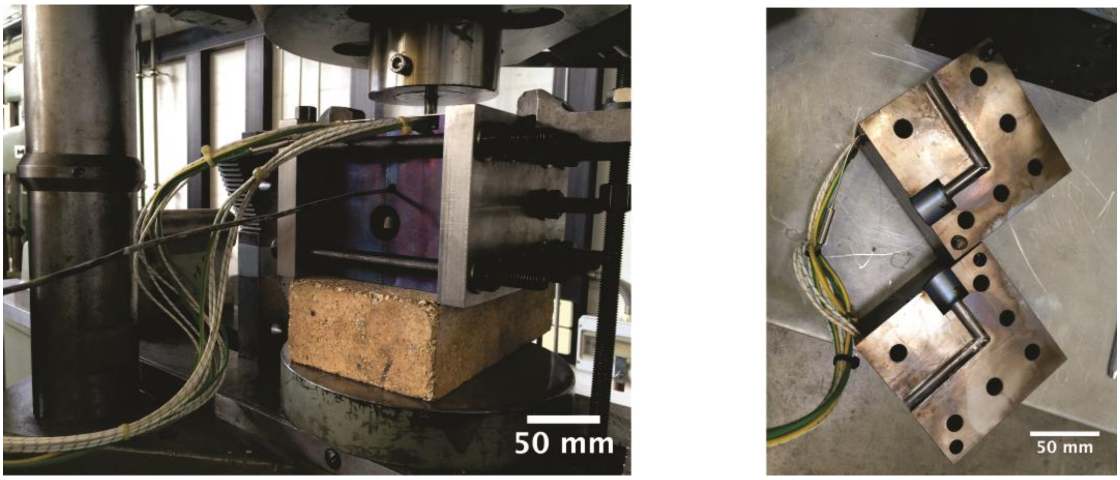
روش آزمایش

در پژوهش حاضر از آلیاژ ریختگی AZ91 با ترکیب شیمیایی داده شده در جدول ۱ استفاده شد. نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل و با ابعاد ۹/۹ × ٦٥ میلیمتر (قطر × طول) برای انجام آزمون فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان، ماشینکاری شده و سپس به مدت ٢٤ ساعت در دمای ٤٢٠ درجه سانتیگراد در یک کوره با اتمسفر حفاظت شده تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفته و سپس در آب سرد کوئنچ شدند. قالب فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان از جنس فولاد ابزار ۶D همانطور که در شکل ۱ مشاهده می‌شود، طراحی و ساخته شد. طراحی این قالب به گونه‌ای است که دارای کانالی به قطر ۱۰ میلیمتر است. زاویه کانال (φ) ۹۰ درجه و زاویه انحنای خارجی (ψ) ۲۰ درجه انتخاب شد، طوری‌که کرنش معادل اعمال شده به قطعه در هر پاس فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان مطابق با معادله (۱)، تقریباً ۱ خواهد بود [21].

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 مورد استفاده در تحقیق حاضر

Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu
balance	9.2 wt.%	0.8 wt.%	0.2 wt.%	0.1 wt.%	0.03 wt.%

$$\varepsilon_{eq} = \frac{۱}{\sqrt{۳}}\left[۲\cot\left(\left(\frac{۱}{۲}\varphi\right)+\left(\frac{۱}{۲}\psi\right)\right)+\psi\cos\left(\left(\frac{۱}{۲}\phi\right)+\left(\frac{۱}{۲}\psi\right)\right)\right] \qquad (۱)$$



شکل ۱ نمایی از قالب مورد استفاده در فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان و تجهیزات مربوط به آن

به منظور تأمین دمای مورد نیاز در حین فرآیند، از چهار المنت حرارتی تعبیه شده در بدنه قالب استفاده شد. در طول فرآیند دمای قالب ثابت نگه داشته و توسط یک ترموکوپل جاسازی شده در کنار کانال، نیز کنترل شد. سرعت پرس در طول کلیه آزمون‌ها ثابت و برابر با ۳ میلیمتر بر دقیقه در نظر گرفته شد. همچنین از دی‌سولفید مولیبدن نیز به‌عنوان روانساز استفاده شد. کلیه آزمون‌های فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان توسط مسیر B_c انجام گرفته بدین صورت که نمونه پس از هر پاس ۹۰ درجه در جهت عقربه‌های ساعت حول محور طولی خود چرخانده شد. از آنجا که فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان آلیاژ در دمایی پایین‌تر از ۳۵۰ درجه سانتیگراد امکان‌پذیر نبود و منجر به شکست قطعه می‌شد، پاس اول فرآیند در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد انجام گرفت، اما در ادامه برای جلوگیری از رشد دانه‌ها در دمای بالا، پاس‌های بعدی در دمای ۲۹۰ درجه سانتیگراد ادامه یافت. به همین دلیل فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان بر روی آلیاژ AZ91 در دو مرحله دمایی انجام شد.

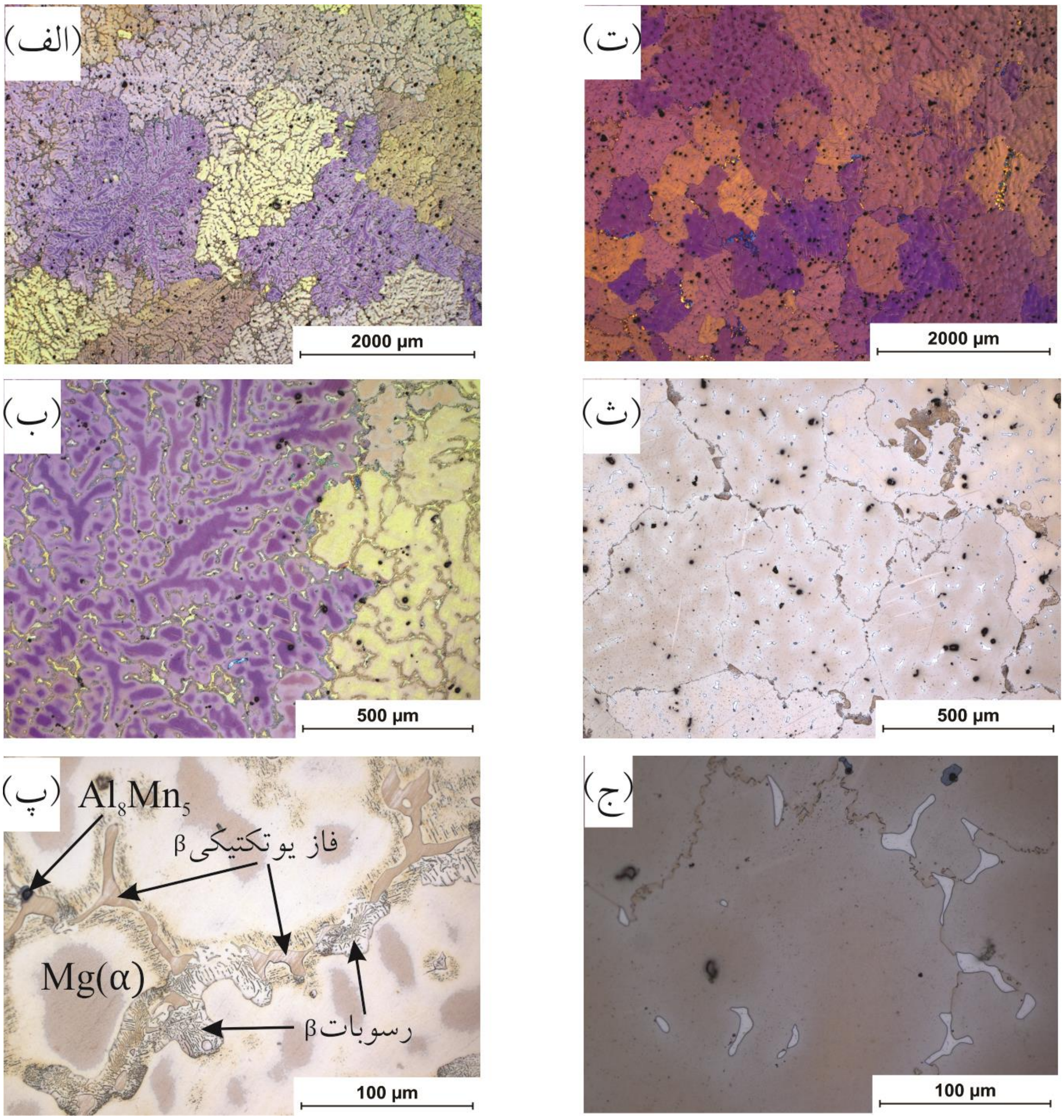
به‌منظور بررسی ریزساختاری نمونه‌ها، پس از برش آن‌ها از مقطع عرضی، سنباده‌زنی و پولیش بر روی آن‌ها انجام گرفت و سپس توسط محلول اچانت رنگی استیک- پیکرال حکاکی شدند. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) و میکروسکوپ نوری مجهز به نور پلاریزه انجام گرفت. آزمون‌های کشش در دمای محیط توسط دستگاه Zwick/Roell مطابق با استاندارد ASTM بر روی نمونه ها در جهت پرس صورت گرفت. اندازه متوسط دانه‌ها توسط روش تقاطع خطی (intercept method) اندازه‌گیری شد.

نتایج و بحث

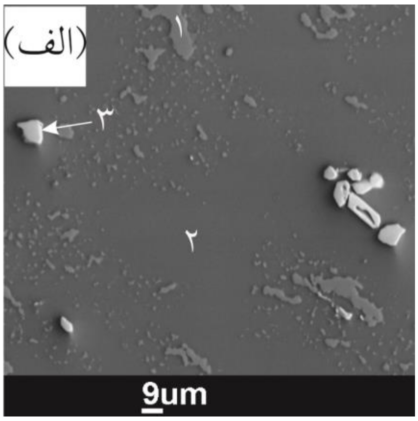
بررسی ریزساختار

ساختار اولیه. ریزساختار آلیاژ AZ91 در حالت ریختگی در شکل(۲) نشان داده شده است. همانطور که در شکل(۲- الف-پ) مشاهده می‌شود، آلیاژ از ساختار دندریتی شامل فازهای منیزیم (α)، فاز یوتکتیکی ($Mg_{17}Al_{12}$) و رسوبات ریز β–$Mg_{17}Al_{12}$ در اطراف فازهای یوتکتیکی تشکیل شده است. همچنین رسوبات تیره رنگی نیز در ساختار مشاهده می‌گردند. این رسوبات که با توجه به تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس تهیه شده از آلیاژ، رسوبات Al_8Mn_5 شناسایی شد، به علت حضور منگنز در ترکیب آلیاژ در ساختار ظاهر شده‌اند (شکل ۳). شکل (۲-ت-ج) تصویر ریزساختار آلیاژ پس از عملیات همگن‌سازی را نشان می‌دهد. با توجه به تصویر رسوبات فاز β تا حد زیادی حل شده هرچند مقداری β

یوتکتیکی هنوز در ریزساختار مشاهده می‌شود. با توجه به اینکه این عملیات انحلال نمی‌تواند رسوبات Al_8Mn_5 را حذف کند، این رسوبات همچنان در ساختار مشاهده می‌شوند. اندازه متوسط دانه در نمونه اولیه در حالت ریختگی ۱۳۰۰ میکرومتر و پس از همگن‌سازی ۷۵۸ میکرومتر اندازه‌گیری شد.



شکل ۲ تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری از ریزساختار (الف)، (ب) و (پ) آلیاژ ریختگی AZ91 و (ت)، (ث) و (ج) آلیاژ AZ91 پس از همگن‌سازی



(ب)

Point	Elements			
	Mg (٪at)	Al (٪at)	Mn (٪at)	Zn (٪at)
۱	٦٤،٧١	٣٢،٥٧	٠،٠٣	٠،٥٧
۲	٩٣،٨٤	٥،٩٦	٠،٠٢	٠،١٧
۳	٢،٠١	٦٣،٤٥	٣٢،٩٣	٠،٠٧

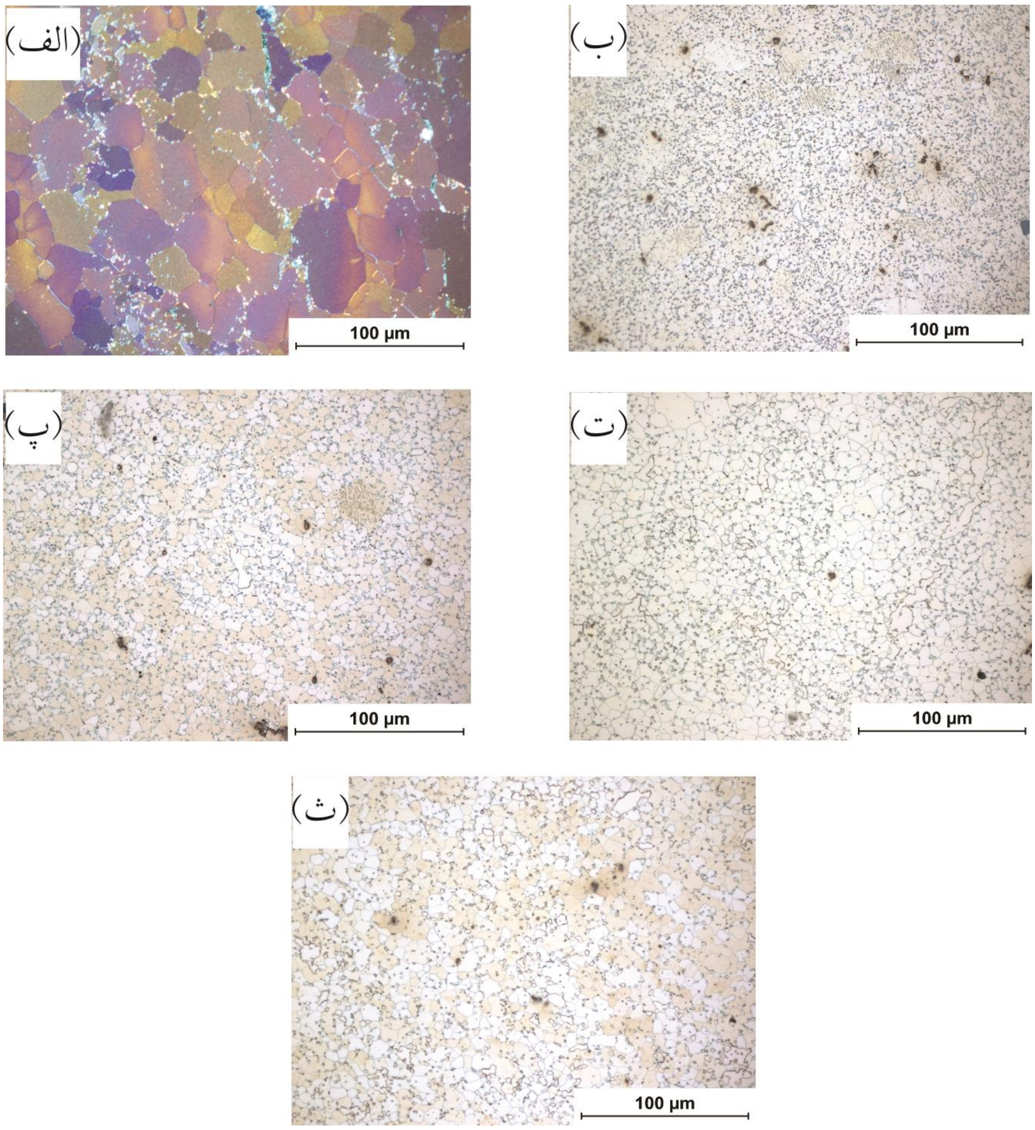
شکل ۳ (الف)تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی آلیاژ AZ91 و (ب) آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس زمینه و رسوبات موجود در ساختار

ریزساختار پس از فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان. همانطور که اشاره شد، به منظور جلوگیری از ترک و قطعه قطعه شدن (segmentation) آلیاژ، پاس اول فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان در دمای بالا (۳۵۰ درجه سانتیگراد) انجام گرفت. شکل(٤-الف) تصویر ریزساختار این آلیاژ پس از پاس اول در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد. با توجه به شکل، ساختاری متشکل از دانه‌های ریز در اطراف دانه‌های درشت اولیه که به عنوان ساختار دوگانه (bimodal) شناخته می‌شود، دیده می‌شود. این دانه‌های ریز به صورت ساختاری گردن‌بندی شکل در اطراف مرزدانه‌های درشت اولیه حضور دارند. تشکیل این ساختار گردن‌بندی نشان‌دهنده فرآیند ریزدانه شدن توسط تبلورمجدد دینامیکی است. اگرچه با توجه به انرژی نقص چیده شدن بالای منیزیم و آلیاژهای آن، این انتظار می‌رود که مکانیزم نرم‌شوندگی در حین تغییرشکل این فلز و آلیاژهای آن بازیابی دینامیکی باشد، اما به دلیل محدود بودن سیستم‌های لغزشی این فلز، تبلور مجدد به جای بازیابی اتفاق خواهد افتاد [22]. همانطور که در سایر مطالعات نیز به این پدیده در حین تغییر شکل آلیاژهای منیزیم اشاره شده است [7].

نکته دیگر ظاهر شدن مجدد فاز β در ریزساختار است. این فاز که به صورت رسوبات ریز عمدتاً در اطراف مرزدانه‌های اولیه و دانه‌های تازه تبلور یافته مشاهده می‌شوند، حاصل پدیده رسوب‌گذاری دینامیکی از محلول جامد α در حین فرآیند تغییر شکل آلیاژ هستند. این موضوع می‌تواند تحت تأثیر عامل محرک کرنش‌های بزرگ برشی اعمال شده به قطعه باشد. با اعمال کرنش‌های برشی در دمای بالا، دانسیته عیوب کریستالی به‌خصوص نابجایی‌ها و دوقلویی‌ها افزایش یافته و این عیوب علاوه بر مرزدانه‌ها می‌توانند به‌عنوان مناطقی برای جوانه‌زنی هتروژن رسوبات β عمل کنند. وجود عیوبی چون نابجایی و دانسیته بالای آن، سبب تسریع در دیفیوژن اتم‌های آلومینیوم در منیزیم نیز شده و در کاهش زمان رشد و جوانه‌زنی فاز رسوب نیز مؤثر هستند. تشکیل این رسوبات در حالت عادی تحت تأثیر عملیات حرارتی حداقل ۸ ساعت به طول می‌انجامد [15] ، اما طی یک پاس فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان به مدت حدود ۲۰ دقیقه تحت تأثیر کرنش‌های برشی تشکیل می‌شوند. از آنجا که بخشی از ذرات یوتکتیکی پس از انجام عملیات انحلال حذف نشده‌اند، شکسته شدن این رسوبات درشت در حین تغییر شکل نیز می‌تواند در تشکیل رسوبات ریزتر مؤثر باشد. رسوبات با اندازه‌ی بزرگ‌تر از یک میکرومتر (>1μm) توسط فرآیندی مشابه اثر PSN سبب افزایش کسر دانه‌های تبلور یافته می‌شوند. در واقع این ذرات درشت با ایجاد مانع برای عبور نابجایی‌ها سبب تشکیل ناحیه تغییر شکل در

اطراف خود شده و جوانه‌زنی دانه جدید در آن ناحیه صورت می‌گیرد. همچنین رسوبات با اندازه‌ی کوچکتر با اثر قفل‌کنندگی مرزدانه‌ها می‌توانند در به تأخیر انداختن رشد دانه‌ها مؤثر باشند [22].

شکل(٤-ب-ث) تحولات ریزساختاری آلیاژ AZ91 را پس از دو تا هشت پاس فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان در دمای ۲۹۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. همانطور که در شکل(٤-ب) نیز مشاهده می‌شود، ریزدانه‌شدن قابل ملاحظه‌ای پس از پاس دوم در نمونه اتفاق می‌افتد. هرچند همچنان ساختار نمونه دوگانه است و دانه‌های درشت اولیه البته با کسر حجمی کمتر قابل مشاهده است. افزایش میزان کرنش اعمالی (تعداد پاس) سبب افزایش چشمگیر کسر حجمی رسوبات در پاس دوم شده است.



شکل ٤ تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ AZ91 پس از (الف) یک پاس فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد، (ب) دو پاس، (پ) چهار پاس، (ت) شش پاس و (ج) هشت پاس فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان در دمای ۲۹۰ درجه سانتیگراد از طریق مسیر B_c.

شکل (۵) تصویر ریزساختار قسمت‌های مختلف نمونه یک پاس پرس شده در حین اعمال پاس دوم فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان از طریق مسیر B_c را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، در حین عبور از ناحیه برشی کانال، تحت تأثیر اعمال کرنش برشی و در نتیجه انرژی کرنشی ذخیره شده بالا، پدیده تبلور مجدد دینامیکی همراه با رسوب‌گذاری دینامیکی در نمونه اتفاق می‌افتد. با توجه به تصویر، در این ناحیه دانه‌های جدید تبلور یافته در جهت برش دارای کشیدگی هستند و باندهای تغییر شکل به وضوح در ساختار نمونه دیده می‌شود. به ویژه در نمونه نزدیک به سطح بالایی و نقطه تقاطع دو کانال، کشیدگی دانه‌ها و باندهای تغییرشکل بیشتر مشاهده می‌شوند. پس از عبور از ناحیه برشی همانطور که در شکل(۵-ه) دیده می‌شود، رسوبات به صورت همگن در کل ساختار توزیع شده و تبلور مجدد دینامیکی با یکنواختی بیشتر در ساختار توسعه یافته است. همچنین اثر باندهای تغییر شکل پس از عبور از ناحیه برشی کمتر شده است.

با افزایش میزان کرنش اعمالی تا پاس چهارم، کسر حجمی دانه‌های جدید افزایش می‌یابد و ساختار تبلور مجدد یافته به صورت یکنواخت‌تری توزیع می‌شود. همچنین در پاس چهارم توزیع همگنی از رسوبات β که عمدتاً در مرزدانه‌ها حضور دارند، دیده می‌شود. شکل(۴-پ) ساختار نسبتاً یکنواخت با دانه‌هایی هم‌محور را پس از پاس ششم نشان می‌دهد. هرچند ساختار کاملاً همگن از دانه‌های هم‌محور همراه با توزیع یکنواخت رسوبات را می‌توان پس از پاس هشتم مشاهده کرد. نکته قابل توجه در نمونه هشت پاس پرس شده رشد بسیار کم رسوبات β است. رشد این رسوبات را می‌توان به علت کاهش دانسیته نابجایی‌ها و حذف آن‌ها در اثر بازیابی و تشکیل ساختار کاملاً یکنواخت تبلور مجدد یافته نسبت داد. در واقع با کاهش دانسیته نابجایی‌ها، رشد رسوبات بدون مانع تسهیل می‌شود. رشد رسوبات سبب کاهش اثر قفل‌کنندگی مرز دانه‌های تبلور یافته شده و سبب رشد اندکی در اندازه متوسط دانه‌ها در پاس هشتم نیز می‌گردد. تغییرات اندازه متوسط دانه‌ها با افزایش کرنش اعمالی در جدول(۲) آورده شده است.

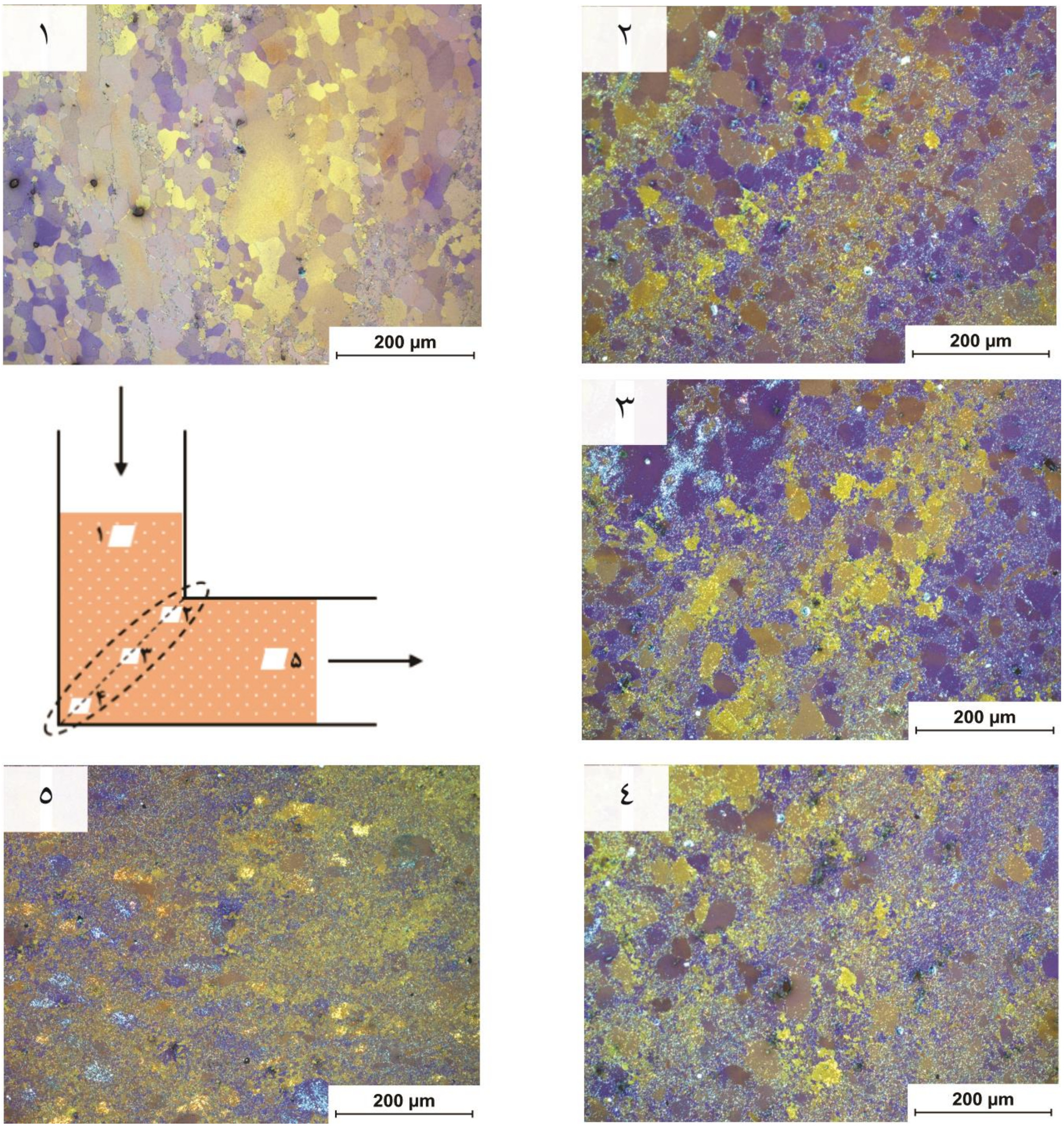
بررسی خواص مکانیکی

شکل(۶-الف) منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی بدست آمده از آزمون کشش در دمای محیط بر روی نمونه‌ها پیش از فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان و پس از آن را نشان می‌دهد. با توجه به منحنی تنش-کرنش، با انجام فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان استحکام و داکتیلیته آلیاژ افزایش قابل توجهی یافته است. افزایش استحکام نهایی کششی از ۱۴۷ مگاپاسکال در شرایط ریختگی به ۲۸۴ مگاپاسکال پس از هشت پاس فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان را می‌توان ناشی از ریزدانگی قابل توجه و همچنین حضور رسوبات و توزیع یکنواخت آن‌ها در ساختار دانست. در واقع مکانیزم استحکام‌دهی آلیاژ AZ91 ترکیبی از استحکام‌دهی مرزدانه و همچنین استحکام‌دهی ناشی از رسوبات است (شکل ۶-ب).

استحکام تسلیم آلیاژ با افزایش تعداد پاس و کاهش متناظر اندازه دانه از ۸۳/۸ مگاپاسکال در حالت ریختگی به ۱۸۸ مگاپاسکال پس از هشت پاس افزایش یافت. مطابق با قانون هال-پچ (معادله (۲)) کاهش اندازه دانه سبب افزایش استحکام تسلیم ماده خواهد شد:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \qquad (۲)$$

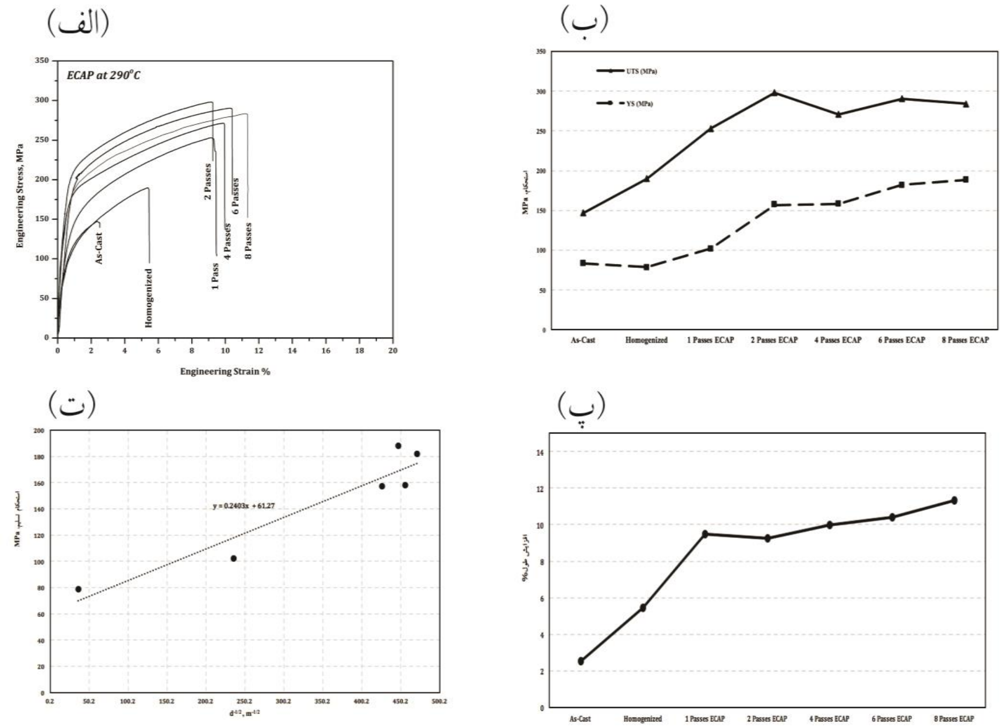
در حالی‌که σ_y تنش تسلیم، σ_0 تنش اصطکاکی، K_y ثابت و d اندازه دانه است. همانطور که در شکل (۶-ت) مشاهده می‌شود، آلیاژ AZ91 با کاهش اندازه دانه توسط پاس‌های متوالی فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان از قانون هال-پچ تبعیت می‌کند. با توجه به این رابطه، K_y و σ_0 به‌ترتیب برابر با ۰/۲۴۰ $MN/m^{3/2}$ و ۶۱/۲۷ MN/m^2 محاسبه شده است. مقادیر بدست آمده در تطابق خوبی با سایر مطالعات هستند. برای نمونه K_y برای آلیاژ AZ31 پس از پاس‌های مختلف فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان، ۰/۲۴۷ $MN/m^{3/2}$ بدست آمده است [23].



شکل ۵ تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری از قسمت‌های مختلف قطعه در حین فشردن در پاس دوم فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان از طریق مسیر B_c: (۱) قبل از عبور از ناحیه برشی، (۲) و (۳) و (٤) ناحیه برشی و (۵) پس از عبور از ناحیه برشی

جدول ۲ تغییر در اندازه متوسط دانه در پاس‌های مختلف در آلیاژ AZ91 تحت فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان از طریق مسیر B_c

اندازه متوسط دانه (µm)					
دمای ECAP	پاس اول	پاس دوم	پاس چهارم	پاس ششم	پاس هشتم
۳۵۰°C	۱۸±۳/۵	—	—	—	—
۲۹۰°C	—	۵/۵±۰/۹	٤/۸±۰/۸	٤/۵±۰/۷	۵±۰/۲



شکل ٦ نتایج بدست آمده از آزمون کشش در دمای محیط، (الف) منحنی تنش-کرنش مهندسی، (ب) تغییرات استحکام نهایی کششی و تسلیم نمونه، (پ) تغییرات داکتیلیته نمونه و (ت) تغییرات استحکام تسلیم براساس رابطه هال-پچ.

شکل (٦-پ) افزایش داکتیلیته از۲/۵٪ به ۱۱/۳٪ پس از هشت پاس پرس را نشان می‌دهد. افزایش داکتیلیته به علت افزایش ریزدانگی پس از پاس‌های متوالی و همچنین ساختار یکنواخت بدست خواهد آمد.

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر آلیاژ ریختگی AZ91 تحت فرآیند دومرحله‌ای فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان تا هشت پاس از طریق مسیر B_c پرس شد. ریزساختار و خواص مکانیکی این آلیاژ بررسی و نتایج زیر بدست آمد:

۱. فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان تأثیر قابل ملاحظه‌ای در کاهش اندازه دانه آلیاژ درشت دانه AZ91 دارد، به طوریکه از ۷۵۸ میکرومتر در حالت همگن‌سازی شده به ۵ میکرومتر پس از هشت پاس می‌رسد.

۲. رسوب گذاری دینامیکی فاز β از محلول جامد α تحت تأثیر کرنش‌های بزرگ برشی اعمال شده در ناحیه برشی اتفاق می‌افتد که با عبور قطعه از این منطقه توزیع این رسوبات نیز یکنواخت‌تر می‌شود.

۳. با افزایش میزان کرنش اعمالی (تعداد پاس)، مرزدانه‌ها به عنوان مناطق جوانه‌زنی برای رسوبات افزایش یافته و سبب افزایش رسوب‌گذاری دینامیکی و کسر حجمی رسوبات می‌شود.

٤. حضور رسوبات با اندازه بزرگتر از یک میکرومتر سبب تقویت جوانه‌زنی دانه‌ها و تبلور مجدد توسط اثر PSN می‌شود. همچنین رسوبات کوچکتر از یک میکرومتر با اثر قفل‌کنندگی مرزدانه‌ها، پدیده رشد دانه را می‌توانند به تأخیر بیاندازند. هرچند در پاس‌های بالا با اندکی رشد رسوبات این اثر کاهش یافته و رشد اندکی در دانه‌ها نیز مشاهده می‌شود.

۵. اتفاق همزمان تبلور مجدد دینامیکی و رسوب گذاری دینامیکی دلیل اصلی ریزدانگی و تشکیل ساختار یکنواخت با دانه‌هایی هم‌محور در آلیاژ AZ91 است.

٦. فرآیند فشردن در کانال زاویه‌دار با مقاطع یکسان توسط

ریزدانگی و همچنین رسوب‌گذاری دینامیکی سبب بهبود همزمان استحکام و داکتیلیته در آلیاژ AZ91 شد.

مراجع

1. Magnesium Technology: Metallurgy, Design Data, Applications, in: Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, pp. 219–430, (2006).
2. Pekguleryuz M.O., Kainer K.U., Arslan Kaya A., Witte F., "Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy", (2013).
3. Valiev R.Z., Langdon T.G., "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement", *Progress in Materials Science*, Vol. 51, pp. 881–981, (2006).
4. Langdon T.G., "The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 462, pp. 3-11, (2007).
5. Langdon T.G., "Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement", *Acta Matererilaia*, Vol. 61, pp. 7035–7059, (2013).
6. Figueiredo R.B., Cetlin P.R., Langdon T.G., "The processing of difficult-to-work alloys by ECAP with an emphasis on magnesium alloys", *Acta Matererilaia*, Vol. 55, pp. 4769–4779, (2007).
7. Figueiredo R.B., Langdon T.G., "Principles of grain refinement and superplastic flow in magnesium alloys processed by ECAP", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 501, pp. 105-114, (2009).
8. Kang F., Wang J.T., Peng Y., "Deformation and fracture during equal channel angular pressing of AZ31 magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 487, pp. 68-73, (2008).
9. Xu C., Xia K., Langdon T.G., "Processing of a magnesium alloy by equal-channel angular pressing using a back-pressure", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 205-211, (2009).
10. Xia K., Wang J.T., Wu X., Chen G., Gurvan M., "Equal channel angular pressing of magnesium alloy AZ31", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 410-411, pp. 324-327, (2005).
11. Poggiali F.S.J., Silva C.L.P., Pereira P.H.R., Figueiredo R.B., Cetlin P.R., "Determination of mechanical anisotropy of magnesium processed by ECAP", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 3, pp. 331-337, (2014).
12. Matsubara K., Miyahara Y., Horita Z., Langdon T.G., "Developing superplasticity in a magnesium alloy through a combination of extrusion and ECAP", *Acta Matererialia*, Vol. 51, pp. 3073-3084, (2003).
13. Horita Z., Matsubara K., Makii K., Langdon T.G., "A two-step processing route for achieving a superplastic forming capability in dilute magnesium alloys", Scripta Materialia, Vol. 47, pp. 255-260, (2002).
14. Figueiredo R.B., Langdon T.G., "Principles of grain refinement in magnesium alloys processed by equal-channel angular pressing", *Journal of Materials Science*, Vol. 44, pp. 4758-4762, (2009).
15. Braszczyńska-Malik K.N., "Discontinuous and continuous precipitation in magnesium-aluminium type alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 477, pp. 870-876, (2009).

16. Yuan Y., Ma A., Jiang J., Lu F., Jian W., Song D., Zhu Y.T., "Optimizing the strength and ductility of AZ91 Mg alloy by ECAP and subsequent aging", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 588, pp. 329-334, (2013).
17. Yuan Y.C., Ma A.B., Jiang J.H., Sun Y., Lu F.M., Zhang L.Y., Song D., "Mechanical properties and precipitate behavior of Mg-9Al-1Zn alloy processed by equal-channel angular pressing and aging", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 594, pp. 182-188, (2014).
18. Braszczyńska-Malik K.N., "Spherical shape of γ-Mg17Al12 precipitates in AZ91 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 487, pp. 263-268, (2009).
19. Gubicza J., Mathis K., Hegedus Z., Ribarik G., Toth A.L., "Inhomogeneous evolution of microstructure in AZ91 Mg-alloy during high temperature equal-channel angular pressing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 492, pp. 166-172, (2010).
20. Zhang X., Cheng Y., "Tensile anisotropy of AZ91 magnesium alloy by equal channel angular processing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 622, pp. 1105-1109, (2015).
21. Mabuchi M., Ameyama K., Iwasaki H., Higashi K., "Low temperature superplasticity of AZ91 magnesium alloy with non-equilibrium grain boundaries", *Acta Materialia*, Vol. 47, pp. 2047-2057, (1999).
22. Humphreys F.J., Hatherly M., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", (2004).
23. Su C.W., Lu L., Lai M.O., "Mechanical behaviour and texture of annealed AZ31 Mg alloy deformed by ECAP", Materials Science and Technology, Vol. 23, pp. 290-296, (2007).